

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平8-92690

(43)公開日 平成8年(1996)4月9日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1	N		
C 2 1 D 1/06		A		
C 2 2 C 38/32				
38/54				
38/58				

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 9 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号	特願平6-231367	(71)出願人	000002118 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(22)出願日	平成6年(1994)9月27日	(72)発明者	村井 暢宏 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住 友金属工業株式会社内
		(72)発明者	鎌田 芳彦 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地住友 金属工業株式会社小倉製鉄所内
		(72)発明者	宇野 光男 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地住友 金属工業株式会社小倉製鉄所内
		(74)代理人	弁理士 森 道雄 (外1名)

(54)【発明の名称】 耐疲労特性に優れた浸炭部品およびその製造方法

(57)【要約】 (修正有)

【目的】自動車の差動装置用歯車などで問題となる低サイクル疲労による破損に対して優れた耐久性を有する浸炭部品とその製造方法を提供する。

【構成】C、Mn、Cr、Al、N、B、Si、P、Sが特定された鋼材であって、浸炭硬化層の表面のC濃度が重量%で0.5～1.0%で、かつその浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度がJIS粒度番号で9番以上であり、中心部硬度がHv350以上である耐疲労特性に優れた浸炭部品であり、製造方法としては、浸炭焼入れによって浸炭硬化層の表面のC濃度を重量%で0.5～1.0%となし、次いで鋼部品全体を、オーステナイト領域に加熱してから焼入れし、浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度をJIS粒度番号で9番以上で、かつ中心部硬度をHv350以上とする。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】素材が、重量%で、C:0.10~0.30%、Mn:0.3~2.0%、Cr:1.20%以下、Al:0.01~0.06%、N:0.0040~0.0200%、B:0.0050%以下を含有し、残部はFeおよび不可避不純物からなり、不純物中のSiは0.3%以下、Pは0.03%以下およびSは0.03%以下である鋼材であって、浸炭硬化層の表面のC濃度が重量%で0.5~1.0%で、かつその浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度がJIS粒度番号で9番以上であり、中心部硬度がHv350以上である耐疲労特性に優れた浸炭部品。

【請求項2】素材が、請求項1に記載の成分に加えて更に、重量%で、0.010~0.050%のTiおよび0.010~0.050%のNbのうちの1種以上を含有する鋼であって、浸炭硬化層の表面のC濃度が重量%で0.5~1.0%で、かつその浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度がJIS粒度番号で9番以上であり、中心部硬度がHv350以上である耐疲労特性に優れた浸炭部品。

【請求項3】素材が、請求項1に記載の成分に加えて更に、重量%で、0.5~2.5%のNiおよび0.15~1.0%のMoのうちの1種以上を含有する鋼であって、浸炭硬化層の表面のC濃度が重量%で0.5~1.0%で、かつその浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度がJIS粒度番号で9番以上であり、中心部硬度がHv350以上である耐疲労特性に優れた浸炭部品。

【請求項4】素材が、請求項1に記載の成分に加えて更に、重量%で、0.010~0.050%のTiおよび0.010~0.050%のNbのうちの1種以上、ならびに0.5~2.5%のNiおよび0.15~1.0%のMoのうちの1種以上を含有する鋼であって、浸炭硬化層の表面のC濃度が重量%で0.5~1.0%で、かつその浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度がJIS粒度番号で9番以上であり、中心部硬度がHv350以上である耐疲労特性に優れた浸炭部品。

【請求項5】請求項1から4までのいずれかに記載の素材鋼からなる部品を浸炭焼入れして浸炭硬化層の表面のC濃度を重量%で0.5~1.0%となし、次いで鋼部品全体を、オーステナイト領域に加熱してから焼入れし、浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度をJIS粒度番号で9番以上で、かつ中心部硬度をHv350以上となすことを特徴とする請求項1から4までに記載のいずれかの耐疲労特性に優れた浸炭部品の製造方法。

【請求項6】浸炭焼入れに続く鋼部品全体のオーステナイト領域への加熱を高周波加熱法で行うことを特徴とする、請求項5に記載の耐疲労特性に優れた浸炭部品の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、耐疲労特性に優れた浸炭部品およびその製造方法に関し、より詳しくは低サイ

2

クル疲労による歯元の切損が問題となる自動車の差動装置用歯車などの浸炭部品およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】自動車の差動装置に使用される歯車には浸炭鋼が使用されているが、車両の急発進、急停車の際の負荷により、歯元が低サイクル疲労で破損する場合がある。

【0003】従って、これを解決する目的で種々の歯車用鋼が提案されている。例えば、ガス浸炭処理した際に表面部に生成する粒界酸化物が低サイクル疲労の予亀裂として作用するため、酸化性元素であるSi、MnおよびCrの含有量を低下させた鋼や、浸炭硬化層のオーステナイト粒界を強化するためPやSなどの不純物元素を低減した鋼が提案されている。しかしながら、こうした合金元素の調整のみでは、歯元の低サイクル疲労の問題に対して十分な効果を発揮するには到っていない。

【0004】一方、特定の化学組成を有する鋼材を浸炭焼入れしてから浸炭硬化層あるいはその近傍にのみ高周波焼入れを施す高疲労強度肌焼品の製造方法が特開昭64-36779号公報に提案されている。しかし、この方法は浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒の微細化と圧縮残留応力の導入により曲げ疲労強度を改善しようとするものであるため、小野式回転曲げ疲労試験のような高サイクル域での疲労強度の向上には有効であっても、低サイクル疲労による破壊には十分な効果を有しないものであった。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明の課題は、自動車の差動装置用歯車などで問題となる低サイクル疲労による破損に対して優れた耐久性を有する浸炭部品とその製造方法を提供することにある。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明者は、上記の課題を解決するため浸炭部品の素材となる鋼材の化学組成ならびに浸炭部品の組織および熱処理方法について研究を行った結果、下記の知見を得た。

【0007】①自動車の差動装置歯車の破損は、高サイクルの疲労とは異なって一回の負荷が比較的大きく低回数で破損する低サイクル疲労であるため、歯車中心部の降伏点が高いと負荷によって中心部が降伏し、表面部でのクラック導入が加速されること。従って、低サイクル疲労に対する抵抗性を付与するためには中心部の降伏点を高く維持する必要があること。

【0008】②浸炭焼入れ後、浸炭硬化層あるいは浸炭硬化層より少し深い位置までだけを高周波焼入れすると、高周波加熱の熱影響により中心部付近の硬度が著しく低下して低サイクル疲労特性が劣化すること。従って、浸炭焼入れ後の熱処理は中心部硬度を高く維持する処理でなければならないこと。

【0009】③浸炭焼入れ後、鋼部品全体を加熱して焼

入れると、中心部近傍の基地も変態強化され更にオーステナイト粒が再加熱焼入れの効果で微細化されるので、降伏点が向上して表面部でのクラック導入が著しく遅延されること。

【0010】④加えて、浸炭焼入れ後に鋼部品全体を焼入れすると、浸炭硬化層のオーステナイト粒が微細化されるほか、その粒界も強化されること。更に、Ni、MoおよびBの添加はこの粒界強化の効果を増大させること。

【0011】⑤浸炭焼入れに続いて鋼部品全体を高周波焼入れすると、上記③、④の効果は一層大きくなること。

【0012】本発明は、浸炭硬化層にあってはオーステナイト粒の微細化とその粒界強化を達成し、一方、中心部近傍にあっては基地の強化とオーステナイト粒の微細化で降伏点を向上させ、この両者の相乗効果で低サイクル疲労による破損が問題となる自動車の差動装置用歯車などの浸炭部品を高強度化しようとするもので、下記(1)～(6)を要旨とする。

【0013】(1) 素材が、重量%で、C: 0.10～0.30%、Mn: 0.3～2.0%、Cr: 1.20%以下、Al: 0.01～0.06%、N: 0.0040～0.0200%、B: 0.0050%以下を含有し、残部はFeおよび不可避不純物からなり、不純物中のSiは0.3%以下、Pは0.03%以下およびSは0.03%以下である鋼材であって、浸炭硬化層の表面のC濃度が重量%で0.5～1.0%で、かつその浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度がJIS粒度番号で9番以上であり、中心部硬度がHv350以上である耐疲労特性に優れた浸炭部品。

【0014】(2) 素材が、上記(1)に記載の成分に加えて更に、重量%で、0.010～0.050%のTiおよび0.010～0.050%のNbのうちの1種以上を含有する鋼であって、浸炭硬化層の表面のC濃度が重量%で0.5～1.0%で、かつその浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度がJIS粒度番号で9番以上であり、中心部硬度がHv350以上である耐疲労特性に優れた浸炭部品。

【0015】(3) 素材が、上記(1)に記載の成分に加えて更に、重量%で、0.5～2.5%のNiおよび0.15～1.0%のMoのうちの1種以上を含有する鋼であって、浸炭硬化層の表面のC濃度が重量%で0.5～1.0%で、かつその浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度がJIS粒度番号で9番以上であり、中心部硬度がHv350以上である耐疲労特性に優れた浸炭部品。

【0016】(4) 素材が、上記(1)に記載の成分に加えて更に、重量%で、0.010～0.050%のTiおよび0.010～0.050%のNbのうちの1種以上、ならびに0.5～2.5%のNiおよび0.15～1.0%のMoのうちの1種以上を含有する鋼であって、浸炭硬化層の表面のC濃度が重量%で0.5～1.0%で、かつその浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度がJIS粒度番号で9番以上であり、中

心部硬度がHv350以上である耐疲労特性に優れた浸炭部品。

【0017】(5) 上記(1)～(4)のいずれかに記載の素材鋼から作製した部品を浸炭焼入れして浸炭硬化層の表面のC濃度を重量%で0.5～1.0%となし、次いで鋼部品全体を、オーステナイト領域に加熱してから焼入れし、浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度をJIS粒度番号で9番以上で、かつ中心部硬度をHv350以上となすことを特徴とする上記(1)～(4)に記載のいずれかの耐疲労特性に優れた浸炭部品の製造方法。

【0018】(6) 浸炭焼入れに続く鋼部品全体のオーステナイト領域への加熱を高周波加熱法で行うことを特徴とする、上記(5)に記載の耐疲労特性に優れた浸炭部品の製造方法。

【0019】

【作用】以下、本発明についてその作用効果とともに詳しく説明する。なお「%」は「重量%」を意味する。

【0020】A) 素材鋼の化学組成

C: Cは鋼の強度を確保するために添加するが、その含有量が0.10%未満では添加効果に乏しく、一方、0.30%を超えて含有すると鋼の靱性が低下することになるので、その含有量を0.10～0.30%とした。

【0021】Mn: Mnは鋼の焼入れ性向上のために有効な元素である。しかし、その含有量が0.3%未満では十分な焼入れ性を確保できず、2.0%を超えると鋼の被削性が大きく低下するので、その含有量を0.3～2.0%とした。なお被削性の面からはMnの含有量の上限は1.0%とすることが一層好ましい。

【0022】Cr: Crは添加しなくても良い。添加すれば鋼の焼入れ性が向上する効果がある。この効果を確実に得るには、Crは0.1%以上の含有量とすることが好ましい。しかし、その含有量が1.2%を超えると浸炭時に炭化物の生成が著しくなり、浸炭硬化層の靱性が劣化する。従って、Crの含有量を1.2%以下とした。

【0023】Al: Alは鋼中のNと反応してAlNを生成し、浸炭処理とその後に行う鋼部品全体の加熱時のオーステナイト粒を微細化する作用がある。しかし、その含有量が0.01%未満ではAlN量が不足して所望の効果が得られず、0.06%を超えて含有させるとその効果が飽和するばかりか、冷間加工性および被削性が劣化するので、その含有量を0.01～0.06%とした。

【0024】N: NはAlと反応してAlNを生成し、浸炭時とその後に行う鋼部品全体の加熱時のオーステナイト粒を微細化する作用がある。しかし、その含有量が0.0040%未満ではAlN量が不足して所望の効果が得られず、0.0200%を超えると冷間加工性が劣化するので、その含有量を0.0040～0.0200%とした。なお後述するように浸炭硬化層

5

の粒界偏析を軽減させるためにBを積極的に0.0010%以上含有させる場合は、N含有量の上限を0.0080%とすることが望ましい。

【0025】B：Bは添加しなくても良い。添加すれば浸炭焼入れに続く鋼部品全体のオーステナイト領域への加熱焼入れ時に、浸炭硬化層の粒界偏析を軽減する作用を有する。この効果を確実に得るには、Bを0.0010%以上含有させることが望ましく、浸炭焼入れに続く鋼部品全体のオーステナイト領域への加熱を高周波加熱とすれば一層顕著な効果が得られる。しかし、0.0050%を超えて含有すると前記の作用が飽和するばかりか、多量のBNを形成してNを消費するためオーステナイト粒の粗大化をきたすようになる。従って、B含有量の上限を0.0050%とした。

【0026】ところで、粒界偏析軽減に寄与するBは鋼中に固溶したBであり、Bを添加する場合、固溶Bの確保が重要となる。BはNとの親和力が大きく容易にBNが生成するので固溶Bを確保するため、B添加鋼ではNの添加量を制限することが望ましい。この場合の望ましいN量は0.0040%～0.0080%である。

【0027】不純物元素Si、PおよびSはその含有量を次の通り制限する。

【0028】Si：Siは、ガス浸炭した場合に表面部に粒界酸化層を生成させるので、浸炭硬化層の強度が低下する。特にその含有量が0.3%を超えると浸炭硬化層の強度低下が著しくなるので、不純物元素としてのSi含有量の上限を0.3%とした。

【0029】P：Pは浸炭硬化層の靱性を劣化させ、特にその含有量が0.03%を超えると靱性劣化が著しくなる。従って、不純物元素としてのPの含有量の上限を0.03%とした。

【0030】S：Sは浸炭硬化層の靱性を劣化させる。特にその含有量が0.03%を超えると靱性劣化が著しくなるので、不純物元素としてのSの含有量の上限を0.03%とした。

【0031】本発明の浸炭部品の素材鋼には、上記の成分に加えて更にTi、Nbの1種以上および／またはNi、Moの1種以上を含んでいても良い。これらの合金元素の作用効果と望ましい含有量は下記の通りである。

【0032】TiおよびNb：TiおよびNbには炭窒化物を生成して、浸炭時とその後に行う鋼部品全体の加熱時のオーステナイト粒を微細化する作用がある。特に、浸炭時に浸炭硬化層に微細な炭化物を生成するので、浸炭焼入れに続く鋼部品全体の加熱により、浸炭硬化層のオーステナイト粒が一層微細化する効果を有する。この作用は浸炭焼入れに続く鋼部品全体の加熱が高周波加熱のとき特に著しい。従って、TiおよびNbは必要に応じて添加しても良い。但し、それぞれ0.010%未満の含有量では上記効果が得難く、一方、0.050%を超えて含有してもその効果が飽和するので、これらの合金元素を1

6

種以上添加する場合は、Ti：0.010～0.050%、Nb：0.010～0.050%の含有量とするのが良い。

【0033】NiおよびMo：NiおよびMoには浸炭焼入れに続くオーステナイト領域からの鋼部品全体の加熱焼入れ時に粒界偏析を軽減して浸炭硬化層のオーステナイト粒界を強化する作用がある。この作用は浸炭焼入れに続く鋼部品全体の加熱が高周波加熱のとき、特に著しい。従って、NiおよびMoは必要に応じて1種以上添加しても良い。しかし、Niの場合には0.5%未満の含有量では所望の効果が得られず、2.5%を超えて含有すると被削性の劣化をきたす。一方、Moの場合には、0.15%未満の含有量では所望の効果が得られず、1.0%を超えて含有すると被削性の劣化をきたす。従って、これらの合金元素を1種以上添加する場合は、Ni：0.5～2.5%、Mo：0.15～1.0%の含有量とするのが良い。

【0034】上記の化学組成を有する素材鋼の鋼片は、例えば、熱間で丸棒に圧延または鍛造された後、焼準され、更に必要に応じて機械加工を施されて所要の部品形状に加工される。

【0035】B）浸炭焼入れ

浸炭焼入れは鋼部品の表面を硬化させ、製品として必要な耐摩耗性および耐面圧疲労特性を確保するのに必要不可欠の処理である。しかし、浸炭焼入れした時の浸炭硬化層の表面のC濃度が0.5%未満であると十分な表面硬度が得られず、一方、1.0%を超えると浸炭硬化層のオーステナイト粒界に粗大なセメンタイトが生成し、靱性が著しく劣化する。従って、浸炭焼入れによる浸炭硬化層の表面のC濃度は0.5～1.0%とする必要がある。浸炭の方法は特に規定されるものではなく、通常の方法で行えば良い。

【0036】浸炭処理後に焼入れするのは、次の工程である鋼部品全体のオーステナイト領域への加熱焼入れ処理で、結晶粒をより微細化するためである。この浸炭焼入れの焼入れ方法については水焼入れ、油焼入れや塩浴焼入れなどがあるが、冷却媒体によって作用は変わらないので、鋼部品の大きさや形状により最適なものを選択すれば良い。但し、次の鋼部品全体のオーステナイト領域への加熱焼入れ処理でオーステナイト粒を微細化するには、浸炭後の焼入れによって鋼部品全体、あるいはその中心部近傍までをマルテンサイト主体の組織とすることが必要なため、浸炭焼入れ時の鋼部品中心部冷却速度は30℃/sec以上とすることが望ましい。

【0037】C）浸炭焼入れに続く鋼部品全体のオーステナイト領域からの焼入れと鋼部品中心部硬度
浸炭焼入れに続く鋼部品全体のオーステナイト領域からの焼入れには、浸炭硬化層および中心部近傍の基地でのオーステナイト粒の微細化と浸炭硬化層のオーステナイト粒界割れの原因となる粒界偏析の軽減ならびに中心部近傍の基地を変態強化する効果がある。これらの効果は

鋼部品全体のオーステナイト領域への加熱が高周波加熱であるとき一層顕著であり、更に、その加熱速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上の場合に極めて大きな効果が得られる。

【0038】鋼部品全体をオーステナイト領域まで昇温するのは、加熱に続く焼入れで鋼部品の中心部も所謂低温変態させて十分な硬度を得るためである。鋼部品の表面部である浸炭硬化層やその近傍だけを加熱すると、表面部は硬化しても中心部では表面部の熱影響で硬度が著しく低下して鋼部品全体の強度が低下し、更に、低サイクル疲労特性の劣化が極めて大きい。この焼入れ後の中心部硬度は $Hv350$ 以上であることが必要で、この値を下回ると低サイクル疲労特性が著しく劣化する。従って、鋼部品中心部硬度は $Hv350$ 以上とした。

【0039】なお鋼部品全体をオーステナイト領域に加熱するときの加熱速度および加熱温度はオーステナイト粒度に大きな影響を及ぼし、特に加熱温度の影響が大きい。

【0040】従って、加熱温度の上限は 1200°C とすることが望ましい。また、加熱速度は $0.5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上とすることが望ましく、特に $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上とすれば一層好ましい。従って、高周波加熱が望ましい。

【0041】D) 浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度浸炭焼入れに続く鋼部品全体のオーステナイト領域への加熱焼入れで得られる浸炭硬化層のオーステナイト粒は、浸炭硬化層の強度と靱性に影響を及ぼす。JIS粒度番号で9番以上の細粒の場合に浸炭硬化層の強度と靱性が同時に向上し低サイクル疲労に対する抵抗性が大きい。しかし、9番未満の粒度番号のときには浸炭硬化層の強度と靱性を同時に向上させることができず、低サイクル疲労に対する抵抗性が小さいので浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度はJIS粒度番号で9番以上とした。この粒度番号はできるだけ大きくすること、換言すれば、結晶粒をできるだけ小さくすることが望ましく、上限は特に規定されるものではない。

【0042】なお、歯車に作用する応力は歯元での曲げ応力であることから、最大応力は常に歯元の表面部、すなわち歯元の浸炭硬化層に作用する。このためオーステナイト結晶粒度の限定は浸炭硬化層のみとし、鋼部品の中心部については特に限定しないが、降伏点を高めて低サイクル疲労に対する抵抗性を上げるために中心部のオーステナイト粒もできるだけ小さい方が望ましい。

【0043】E) 焼戻し

低温で焼戻しを行うと表面硬度の大きな低下を伴わずに靱性を改善できるので本発明の浸炭部品は鋼部品全体のオーステナイト領域からの焼入れ後必要に応じて焼戻しを実施したものであっても良い。焼戻しする場合は、表面硬度を確保するためにその温度を $150\sim 200^{\circ}\text{C}$ とするのが望ましい。

【0044】

【実施例】表1、2に示す化学組成の鋼を通常の方法に

よって溶製した。表1、2において、鋼A～Sは本発明鋼、鋼T～Wは成分のいずれかが本発明で規定する含有量の範囲から外れた比較鋼である。

【0045】次いで、これらの本発明鋼および比較鋼を連続 casting 法あるいは造塊一分塊法によって鋼片となした後、 1200°C に加熱してから、 $1200\sim 950^{\circ}\text{C}$ の温度で 20mm 直径の丸棒に熱間鍛造し、 925°C で焼準した。

【0046】こうして得られた焼準後の丸棒から図1に示す試験片を切り出し、この試験片に図2に示すような浸炭焼入れおよびこれに続く図3のヒートパターンによるオーステナイト領域への加熱と焼入れを施した。なお図2中におけるCPは炭素ポテンシャルを意味する。図3で、条件(a)、(c)および(d)では試験片の中心部までオーステナイト化されており、(b)および

(e)の条件では試験片の表面から浸炭硬化層の 80% および 120% の位置までがオーステナイト化されている。なお、一部のものについては 160°C での焼戻しも行った。次いで、低サイクル疲労特性を評価するため図4に示す方法により負荷速度 $0.3\text{mm}/\text{s}$ で常温三点曲げ試験を実施し、更に、試験片の硬度測定、浸炭硬化層のオーステナイト粒度測定およびEPMAによる表面C濃度測定を行った。

【0047】試験結果を表3、4に示す。なお三点曲げ試験の結果は最高荷重で評価し、これを三点曲げ強度と表記した。浸炭焼入れ後のオーステナイト領域からの適正な焼入れにより浸炭硬化層のオーステナイト結晶粒度はJIS粒度番号で9番以上に細粒化し、低サイクル疲労特性に対応する三点曲げ強度が上昇する。図5に鋼Aの浸炭まま(a)と浸炭焼入れ後に高周波焼入れしたものの(b)との三点曲げ試験後の破面を比較して示すが、高周波焼入れにより浸炭硬化層のオーステナイト粒界割れは低減しており、粒界の強度が向上したことが明らかである。またNb、Tiの添加によりオーステナイト結晶粒は一層微細化し、これに応じて三点曲げ強度も向上する。同様にNi、MoやBの添加によっても三点曲げ強度は向上する。

【0048】浸炭焼入れ後に高周波焼入れによって試験片表面のみを焼入れした場合(図3の焼入れ条件(b)と(e))、試験片中心部の硬度が熱影響により低下し Hv で 350 以上を確保できないため、浸炭硬化層のオーステナイト粒は微細化されるにもかかわらず、三点曲げ強度は大きく低下する。

【0049】浸炭焼入れ後に通常の電気炉を用いて試験片全体を加熱焼入れしても、比較例と比べれば充分大きな三点曲げ強度を有する。しかし、浸炭焼入れ後に試験片を高周波によって急速に全体加熱すれば一層顕著な効果が得られる。

【0050】浸炭焼入れ時の表面C量(浸炭硬化層の表面のC濃度)が 1.0% を超えると、三点曲げ強度が低

下する。これは、浸炭硬化層に粗大なセメントイトが生
成したためである。

*【0051】

*【表1】

表1

区分	鋼種	化学組成 (重量%)										残部: Feおよび不純物		
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	B	Al	N
本発明鋼	A	0.13	0.11	0.95	0.018	0.015	-	1.08	-	-	-	-	0.025	0.0130
	B	0.20	0.08	0.85	0.028	0.027	-	1.11	-	0.038	-	-	0.024	0.0180
	C	0.21	0.05	0.88	0.008	0.005	-	1.11	-	-	0.031	-	0.025	0.0160
	D	0.18	0.28	0.88	0.014	0.011	-	1.03	0.17	-	-	-	0.026	0.0120
	E	0.20	0.05	0.55	0.008	0.005	-	0.60	0.98	-	-	-	0.025	0.0120
	F	0.17	0.11	0.88	0.015	0.009	0.55	1.11	-	-	-	-	0.019	0.0130
	G	0.20	0.05	0.81	0.015	0.010	-	1.01	0.38	0.038	-	-	0.023	0.0140
	H	0.28	0.05	0.81	0.014	0.011	-	1.01	0.35	-	0.024	-	0.023	0.0110
	I	0.18	0.04	0.45	0.008	0.005	2.11	-	0.85	0.038	-	-	0.028	0.0130
	J	0.21	0.06	0.38	0.008	0.004	1.04	0.35	0.78	0.036	-	-	0.026	0.0150
	K	0.21	0.15	0.75	0.015	0.011	-	1.18	-	-	-	0.0038	0.055	0.0050
	L	0.19	0.04	0.90	0.015	0.011	-	0.38	-	-	0.021	0.0025	0.056	0.0060

【0052】

※ ※【表2】

表2

区分	鋼種	化学組成 (重量%)										残部: Feおよび不純物		
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	B	Al	N
本発明鋼	M	0.18	0.09	0.95	0.008	0.010	-	0.55	-	0.035	0.012	0.0023	0.049	0.0050
	N	0.21	0.08	0.50	0.008	0.005	0.50	0.95	0.41	-	-	0.0019	0.055	0.0038
	O	0.18	0.10	0.32	0.010	0.008	-	0.15	0.85	-	-	0.0025	0.048	0.0051
	P	0.19	0.09	0.45	0.009	0.005	-	0.15	0.85	0.035	0.015	0.0024	0.049	0.0048
	Q	0.25	0.15	0.35	0.010	0.008	1.00	-	0.95	0.025	-	0.0019	0.048	0.0036
	R	0.13	0.27	1.95	0.015	0.010	-	0.55	-	0.015	-	-	0.028	0.0170
	S	0.19	0.31	1.55	0.011	0.015	-	1.00	-	-	-	-	0.025	0.0140
比較鋼	T	*0.07	0.09	0.96	0.018	0.015	-	1.07	-	-	-	-	0.025	0.0130
	U	*0.35	0.10	0.97	0.018	0.014	-	1.05	-	-	-	-	0.028	0.0120
	V	0.21	0.09	0.98	0.017	0.015	-	*1.29	-	-	-	-	0.027	0.0130
	W	0.22	0.09	0.98	0.018	0.014	-	1.06	-	-	-	-	0.021	*0.0025

(注) *印は本発明の範囲から外れていることを示す。

【0053】

★ ★【表3】

表3

区 分	鋼 種	熱 処 理 条 件		調 査 結 果			
		浸炭焼入れ 条 件	浸炭焼入れに続く 焼入れ条件	表面C量 (wt%)	中心硬度 Hv	結晶粒度 番 号	曲げ強度 (kgf)
本 発 明	A	(a)	(a) - T	0.75	354	10	2020
	B	(a)	(a)	0.78	411	11	2150
	C	(a)	(a)	0.78	402	11	2050
	D	(a)	(a)	0.77	421	10	2100
	E	(a)	(a)	0.77	425	11	2290
	F	(a)	(a)	0.73	402	11	2050
	G	(a)	(a)	0.80	423	12	2240
	H	(a)	(a)	0.81	465	11	2230
	I	(a)	(a) - T	0.62	422	12	2480
	J	(a)	(a)	0.68	425	11	2380
	K	(a)	(a)	0.78	395	10	2180
	L	(a)	(a)	0.71	388	10	2200
	M	(a)	(a)	0.71	398	10	2300
	G	(a)	(d)	0.72	358	10	2150
	N	(a)	(a)	0.81	405	10	2300
例	O	(a)	(a)	0.79	425	10	2250
	P	(a)	(a)	0.83	430	12	2330
	Q	(a)	(a)	0.81	435	11	2250
	R	(a)	(a)	0.79	445	10	2090
	S	(a)	(a)	0.76	435	10	2110
	P	(a)	(d)	0.83	415	10	2200
	Q	(a)	(d)	0.81	430	10	2090
	A	(a)	(d) - T	0.75	354	9	2000

(注1) 「表面C量」は「浸炭硬化層の表面のC濃度」を意味する。

(注2) 「浸炭焼入れに続く焼入れ条件」の欄に、- Tとあるものは焼入れ後に
160℃で焼戻しを行ったことを示す。

【0054】

* * 【表4】

表4

区 分	鋼 種	熱 処 理 条 件		調 査 結 果			
		浸炭焼入れ 条 件	浸炭焼入れに続く 焼 入 れ 条 件	表面C量 (wt%)	中心硬度 Hv	結晶粒度 番 号	曲げ強度 (kgf)
比 較 例	A	(a)	* なし	0.75	384	* 8	1420
	G	(a)	* なし	0.79	425	* 8	1610
	I	(a)	* なし	0.83	431	* 8	1810
	A	(a)	* (b)	0.76	*254	10	1550
	G	(a)	* (b)	0.80	*311	12	1770
	I	(a)	* (b) - T	0.61	*325	12	1900
	G	(b)	(a)	*1.15	438	12	1450
	G	(c)	(a)	*1.28	446	11	1150
	G	(a)	(c)	0.80	458	* 8	1580
	N	(a)	* なし	0.81	411	* 8	1680
	P	(a)	* なし	0.83	425	* 8	1790
	A	(a)	* (e)	0.75	*238	10	1600
	G	(a)	* (e)	0.80	*294	11	1790
	*T	(a)	(a)	0.77	*215	10	1650
	*U	(a)	(a)	0.76	480	10	1900

(注1) *印は本発明の範囲から外れていることを示す。

(注2) 「表面C量」は「浸炭硬化層の表面のC濃度」を意味する。

(注3) 「浸炭焼入れに続く焼入れ条件」の欄に、- Tとあるものは焼入れ後に160℃で焼戻しを行ったことを示す。

【0055】

【発明の効果】以上説明したように、本発明の浸炭部品は低サイクル疲労特性に対応する三点曲げ強度が高いことから、低サイクル疲労による破損が問題となる自動車の差動用歯車などの浸炭部品として利用することができる。この浸炭部品は、前述の本発明方法によって比較的容易に製造することができる。

【図面の簡単な説明】

* 【図1】 三点曲げ試験片の形状を示す図である。

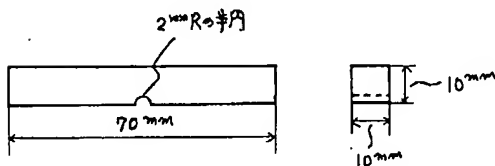
【図2】 浸炭焼入れ条件を示す図である。

【図3】 浸炭焼入れに続くオーステナイト領域への加熱焼入れの条件を示す図である。

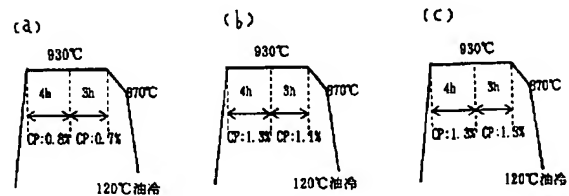
【図4】 三点曲げ試験条件を示す図である。

【図5】 浸炭焼入れままと浸炭焼入れ後高周波焼入れしたものの金属組織を示す図である。(a)は浸炭焼入れままと、(b)は浸炭焼入れ後高周波焼入れ、を示す。

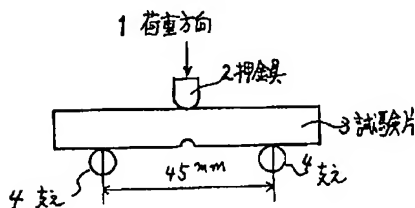
【図1】



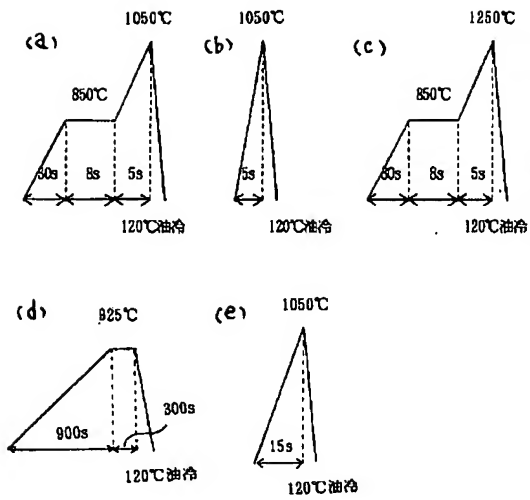
【図2】



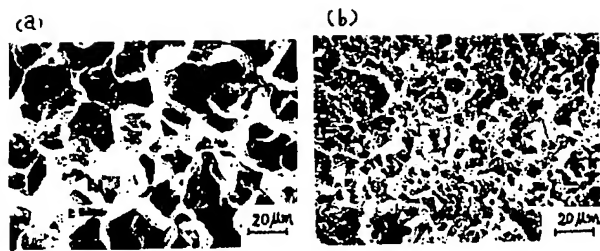
【図4】



【図3】



【図5】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁶
C 23 C 8/22

識別記号

庁内整理番号

F I

技術表示箇所

DERWENT-ACC-NO: 1996-236452

DERWENT-WEEK: 199624

COPYRIGHT 2007 DERWENT INFORMATION LTD

TITLE: Carburised component with excellent fatigue resistance characteristics - made by carburising-quenching component of stock steel, heating entire component to austenitic range and quenching

PRIORITY-DATA: 1994JP-0231367 (September 27, 1994)

PATENT-FAMILY:

PUB-NO	PUB-DATE	LANGUAGE	PAGES	MAIN-IPC
JP 08092690 A	April 9, 1996	N/A	009	C22C 038/00

INT-CL (IPC): C21D001/06, C22C038/00 , C22C038/32 , C22C038/54 , C22C038/58 , C23C008/22

ABSTRACTED-PUB-NO: JP 08092690A

BASIC-ABSTRACT:

The carburised component is made by: (a) carburising quenching a component comprising a stock steel comprising (by wt.) 0.10-0.30% C, 0.3-2.0% Mn, up to 1.20% Cr, 0.01-0.06% Al, 0.0040-0.0200% N, up to 0.0050% B, and balance Fe and incidental impurities contg. respectively up to 0.3% Si, P, and S, to have C-concn. at the surface of the carburised hardened layer to be 0.5-1.0%; (b) heating the entire steel component to the austenitic range; and (c) quenching it to have austenite grain size of the layer to at least 9 JIS grain size number, and hardness of the central part to at least 350 Hv.

USE - For differential gears of cars.

----- KWIC -----

Basic Abstract Text - ABTX (1):

The carburised component is made by: (a) carburising quenching a component comprising a stock steel comprising (by wt.) 0.10-0.30% C, 0.3-2.0% Mn, up to 1.20% Cr, 0.01-0.06% Al, 0.0040-0.0200% N, up to 0.0050% B, and balance Fe and incidental impurities contg. respectively up to 0.3% Si, P, and S, to have C-concn. at the surface of the carburised hardened layer to be 0.5-1.0%; (b) heating the entire steel component to the austenitic range; and (c) quenching it to have austenite grain size of the layer to at least 9 JIS grain size

number, and hardness of the central part to at least 350 Hv.

Derwent Accession Number - NRAN (1):

1996-236452